

Determinación de tensiones por rayos x del acero AISI 1045 deformado por rodillo

Determination of stress for x-ray of the steel AISI 1045 deformed for roller

Tomás Fernández-Columbié^I, Isnel Rodríguez-González^I, Rafael Quintana-Puchol^{II}, Asdrúbal García-Domínguez^{III}

I Instituto Superior Minero Metalúrgico. Departamento Mecánica. Moa. Cuba

Correo electrónico: tfernandez@ismm.edu.cu

II Universidad Central Marta Abreu de Las Villas. Centro de Estudio de Soldadura. Santa Clara. Cuba

III Universidad de Camagüey. Departamento de Mecánica. Camagüey. Cuba

Recibido: 20 de mayo de 2011

Aceptado: 12 de diciembre de 2011

Resumen

El objetivo del trabajo es realizar el análisis de las tensiones a muestras de acero AISI 1045 endurecidas en frío por rodillo. Con empleo del método de *Willianson-Hall* se determinó las macro y microdeformaciones; la deformación reticular del parámetro de red; el tamaño de las cristalitas; los esfuerzos en la red cristalina y la reducción del tamaño promedio de los granos, lo que permitió establecer los mecanismos de endurecimiento del acero AISI 1045, deformado por rodadura. Fueron medidos y analizados diferentes puntos teniendo en cuenta los índices de *Miller* para la fase ferrítica del acero. Los modelos lineales obtenidos, son estadísticamente significativos, que muestran una tendencia creciente de las propiedades mecánicas y metalúrgicas, según se incrementan las variables independientes del proceso de experimentación.

Palabras claves: rodillo, rodadura, deformación plástica.

Abstract

The objective of the paper is to carry out the analysis from the tensions to steel samples AISI 1045 hardened cold for roller. With employment of the method of *Willianson-Hall* was determined the macro and micro deformations; the reticular deformation of the net parameter; the size of the crystallites; the efforts in the crystalline net and the reduction of the size average of the grains, what allowed to establish the mechanisms of hardening of the steel AISI 1045, deformed by rolling. They were measured and analyzed different points keeping in mind the indexes of *Miller* for the phase ferrite of the steel. The obtained lineal models, they are statistically significant that they show a growing tendency of the mechanical estates and metallurgical, as the independent variables of the experimentation process are increased.

Key words: roller, rolling, plastic deformation.

Introducción

El trabajo tiene como objetivo establecer el mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado en frío por el método de rodadura, que luego de aplicar diferentes fuerzas, avance y número de revoluciones se ha deformado la estructura cristalina provocando irregularidades y defectos, estas imperfecciones se pueden clasificar como defectos puntuales y defectos lineales afinando el tamaño del grano. El afino del tamaño de grano es el único mecanismo que permite mejorar al mismo tiempo las propiedades de tenacidad y resistencia, y es por tanto un factor de vital importancia en la consecución de elevados grados de endurecimiento.

Plantea [4] que en un material ferromagnético isotrópico no tensionado, la generación de un campo de tensiones mecánicas provoca la aparición de una anisotropía en su permeabilidad magnética, conservando los mismos ejes principales del tensor de tensiones, siendo la diferencia de sus valores principales con respecto al valor del estado no tensionado proporcional al valor de la tensión aplicada.

Según [12] la influencia de la deformación plástica en las propiedades magnéticas de una muestra se atribuye a dos mecanismos:

- el incremento en el número de defectos microestructural por los defectos del enrejado producto de la dislocación,
- la formación de una textura cristalográfica con el desarrollo de un nuevo eje, fácil en la magnetización cuando ocurren altos niveles de deformación (superior al 10 %).

Los diagramas de difracción permiten solamente obtener una estimación de las tensiones residuales, debido a que sólo se pueden analizar los planos cristalinos difractantes paralelos a la superficie de la capa endurecida. Para efectuar una descripción completa de las tensiones residuales, se requiere entonces analizar también los planos difractantes no paralelos a la superficie de la muestra. Para ello se miden por rayos X los desplazamientos en el ángulo de difracción 2θ para distintas orientaciones en un ángulo ψ , que forma la normal a los planos con la normal a la muestra. Luego, suponiendo un estado biaxial de tensiones y conociendo las constantes elásticas del material, se determinan las tensiones por el conocido método del $\sin^2 \psi$ [9].

En [8] se plantea que este método únicamente puede usarse en capas policristalinas y no funciona correctamente cuando existen gradientes de tensiones o tensiones tangenciales, que invalidan las aproximaciones realizadas si en lugar de obtener una recta se obtiene una curva con oscilaciones quiere decir que la capa está texturada, por lo que al variar ψ se hacen patentes las anisotropías en el plano.

Métodos y materiales

Diseño de experimento

La programación se realizó en lenguaje C de la ANSI, haciendo uso de las ampliaciones realizadas por *Archimedes Software* al standard de la organización. El código ejecutable generado por el enlazador fue situado en el hardware apropiado mediante el emulador de "eprom MicroMaster" LV de la firma inglesa ICETech [5].

Se analizaron nueve muestras, a las cuales se le aplicó un proceso de endurecimiento superficial por rodillo simple en la superficie. Los parámetros que se emplearon fueron: fuerza (P) de 500; 1 500 y 2 500 N, avance (S) de 0,075; 0,125 y 0,25 mm/rev y número de revoluciones de 27; 54 y 110 rev/min [7]. Las muestras son cilindros de 30 mm diámetro y 70 mm largo.

La matriz de planificación del experimento aparece reflejada en la tabla 1.

Tabla 1. Matriz de planificación del experimento

Nivel	Factores		
	R (rev/min)	S (mm/rev)	Fuerza (N)
(+1)	110	0,250	2 500
(Δ)	54	0,125	1 500
(-1)	27	0,075	500
M	-	-	-
1	27	0,075	500
2	54	0,125	500
3	110	0,250	500
4	27	0,075	1 500
5	54	0,125	1 500
6	110	0,250	1 500
7	27	0,075	2 500
8	54	0,125	2 500
9	110	0,250	2 500

Para analizar las tensiones residuales de primer género fue empleado el método magnetoelástico, basado en la medición de la anisotropía de la magnetización [14] y el método de difracción de rayos X [10], que se fundamenta en la medición de la variación de las distancias entre los planos cristalinos del material debido a la existencia de tensiones, las cuales deforman uniformemente a muchos cristales en la superficie.

Método Magnetoelástico

Fue analizada la influencia de la curvatura de la barra sobre las indicaciones del parámetro magnetoelástico, teniéndose en cuenta cuatro superficies de medición: cilíndrica no tratada con rodadura (CN), cilíndrica tratada (CT), tapa no tratada (TN) y tapa tratada (TT). Se realizaron seis determinaciones de tensiones residuales mediante el medidor a cada probeta. Los puntos de mediciones y sistemas de referencia para describir el tensor de tensiones fueron:

En cada probeta se midieron un total de seis puntos, P: - 1 en TN, P = TN, situado en su centro.

- 1 en TT, P = TT, situado en su centro.

- 2 en CN, P = CN α α = 1, 2, situados en posiciones diametralmente opuestas.

- 2 en CT, P = CT α α = 1, 2, situados en posiciones diametralmente opuestas.

Se adoptó la triada de vectores unitarios $\vec{e}_r$, $\vec{e}_\theta$ y $\vec{e}_z$ del sistema de coordenadas cilíndricas como el sistema de referencia asociado a cada uno de los cuatro puntos de medición situados en las zonas CN y en CT. El tensor de tensiones residuales σ (P) en los puntos P = CN α , CT α , α = 1,2 cumple con la relación $\sigma(e_r) = 0$.

La calibración de la permeabilidad magnética vs tensión se efectuó mediante la obtención del coeficiente de calibración T. Para ello se realizó un ensayo de tracción de una barra no sometida a rodadura, a la cual se le aplicó un tratamiento térmico alivio de tensiones a 650 °C, durante 2 horas, la carga se aumentó discretamente de 0 a 120 kN, de acuerdo a la metodología indicada en [6].

Método difractométrico

La superficie analizada es cilíndrica. Las barras fueron seccionadas para obtener una muestra de 1,5 cm de longitud de la sección y un cuarto de la sección transversal que fue sometida a limpieza con disolventes orgánicos y limpieza química.

El análisis por difracción de rayos X fue realizado en un difractómetro de goniómetro horizontal (configuración Ω), radiación K α Co filtrada y detector de centelleo. Se realizó la medición de la tensión residual σ_{zz} en la dirección del eje de la barra ZZ' en la zona sometida a rodadura, aplicándose el método de $\sin^2 \psi$ [6] y [10], que se fundamenta en la medición de la posición de la línea de difracción (hkl) a medida que se varía el ángulo ψ entre la normal a la superficie del material y la normal a la familia de planos (hkl) difractantes. La línea seleccionada fue la correspondiente a los planos (211) de la fase ferrítica del acero. En calidad de

referencia de muestra sin macrotensiones se seleccionó polvo de hierro. La figura 1 muestra la representación esquemática de los ángulos del sistema de la muestra.

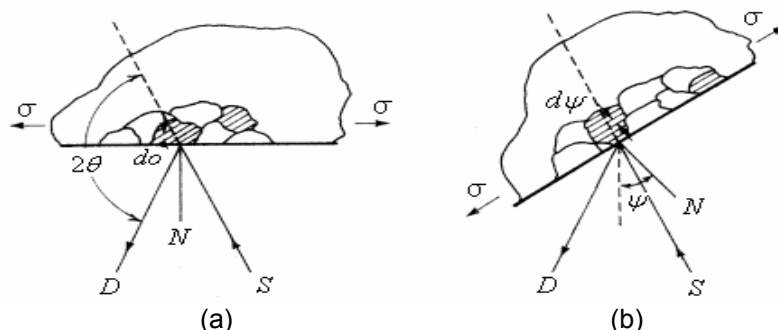


Fig. 1. Representación esquemática del principio teórico-práctico de la medición de las tensiones residuales por DRX. a) $\psi = 0$ (b) $\psi = \psi$ (la muestra se rota un ángulo ψ conocido). D, detector de rayos X; S, fuente de rayos X; N, normal a la superficie. Fuente [15].

Evaluación de microdeformaciones

Se aplicó el método convencional de *Williamson-Hall* [8 - 15], empleándose las líneas (110), (200) y (211) de la fase ferrítica. En calidad de referencia para obtener los semianchos de línea instrumentales se empleó una barra libre de tensiones.

De acuerdo con la ley de *Bragg* [13], la profundidad de penetración de las ondas λ en la sub-superficie de material de la muestra depende, del tipo de material analizado y del ángulo de incidencia de la cara de la muestra y esta medida es siempre próxima a la superficie de la muestra. La longitud de onda de incidencia utilizada en el ensayo, fijada en este caso en el valor de 1,54065 Å (anticátodo de cobre), fue constante en todo el estudio.

El cálculo de 2θ para cada línea de la difracción viene dado por la ecuación 1.

$$\text{sen}\theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad (1)$$

Donde:

θ : Ángulo de difracción para los planos (110; 200 y 211), grados.

n : Orden de la difracción (1, 2 y 3).

d_{hkl} : Distancia interplanar de las series de planos (110; 200 y 211); nm.

Considerando la longitud de onda empleada, se obtendrá para cada difracción del ensayo, un valor de la distancia interplanar dada la por la ecuación 2.

$$d = \frac{\lambda}{2 \cdot \text{sen}\theta} ; \text{nm} \quad (2)$$

En el sistema cúbico, el parámetro de red, a , es proporcional a la distancia interplanar, d_{hkl} de la familia de planos hkl a través de la ecuación 3

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} ; \text{nm} \quad (3)$$

De esta forma, para un pico de difracción, $2\theta_B$ puede obtenerse, mediante la ley de *Bragg*, el valor de la distancia interplanar y con éste, el parámetro de red.

La posición de los picos de difracción depende directamente de la distancia interplanar, de los planos que se encuentren paralelos al plano de difracción.

Como cada material tiene una estructura cristalográfica diferente, un patrón de difracción de rayos X es único y característico y permite por tanto identificar qué fases forman la muestra a estudiar. En el caso de este trabajo, esta técnica ha sido fundamental tanto para la caracterización cristalina de la muestra como para la identificación de los procesos que se producen en la misma bajo tratamiento.

El modelo de *Williamson–Hall*, establece que el ancho integral del pico de difracción puro (β) puede ser separado en dos componentes, una correspondiente al tamaño de partículas y otra a su deformación estructural, ambas en función del ángulo de difracción

La anchura a media altura (FWHM, *Full Width at Half Maximum*) de los picos de difracción también aporta información muy valiosa para la caracterización cristalina de una muestra. A partir de la fórmula de *Scherrer* [11], se obtiene que la anchura a media altura es inversamente proporcional al tamaño de los granos cristalitos y se determina como:

$$\beta \cos \theta_{(hkl)} = \frac{0.9 \lambda}{d} + \eta \sin \theta_{(hkl)}; \text{rad/s} \quad (4)$$

El tamaño medio de cristalito (t), de la fase cristalina presente en las muestras deformadas fue determinado a través de la fórmula de *Scherrer* [3].

$$D = \frac{K \lambda}{FWHM \cos(\theta)}; \text{nm} \quad (5)$$

En el caso de una barra sólida, como en esta aplicación y una condición de tensión plana existente en la superficie deformada, la distancia interplanar dependerán de las tensiones presente y se determina como:

$$d_{(\phi\psi)} = \left[\frac{1+\nu}{E} \right] \sigma_{\phi} d_0 \sin^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_1 - \sigma_2) d_0 + d_0; \text{nm} \quad (6)$$

Donde:

σ_{ϕ} : Tensión residual en el punto de la superficie; MPa..

ψ - Ángulo de inclinación de la superficie.

σ_1 y σ_2 - Tensiones principales en el plano de la superficie; MPa.

ν y E - Coeficiente de Poisson y Módulo Young.

$\sin^2 \psi$ - Seno al cuadrado del ángulo de la tensión residual para la difracción, grados

En la dirección paralela a la superficie normal $\psi = 0$; la distancia interplanar depende de la suma de las tensiones principales y de cualquier tensión perpendicular, así como la suma de la tensión circunferencial, lo cual permite determinar el espacio interplanar de la muestra no tensionada.

$$d_0 = \frac{d(\psi = 0)}{1 - \left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_A + \sigma_C)} \quad (7)$$

Donde:

σ_A y σ_C - Tensión axial y circunferencial.

En el caso específico para el acero AISI 1045

$\sigma_A = 500$ MPa

$\sigma_C = 250$ MPa

Evaluación de macrodeformaciones

Cuando se determinan las macrotensiones, al menos en tres direcciones y se supone una condición de esfuerzo plano, éstas se pueden combinar para determinar las tensiones residuales máximas y mínimas, las tensiones de cizalladuras máximas y su orientación relativa a una dirección de referencia. Esta distorsión uniforme de la red cristalina desplaza el ángulo de difracción de la línea seleccionada para el análisis de tensiones y se determina mediante:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} 2 \sigma_{\phi} \quad (8)$$

La ecuación 8 relaciona la tensión de la superficie σ en cualquier dirección definida por el ángulo ψ en la dirección $(\phi\psi)$ y las tensiones principales en la superficie.

Si $d_{\phi\psi}$ es la distancia interplanar entre los planos reticulados medidos en la dirección definida por ϕ y ψ , la tensión puede expresarse teniendo en cuenta los cambios en las dimensiones lineales del espacio cristalito como:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (9)$$

Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a los de la estructura libre de tensiones.

Conociendo la deformación, ε , en el caso de tratar con un material continuo, homogéneo e isótropo, la deformación se relaciona con la tensión a través de la ley de Hooke.

Resultados y discusión

El análisis de las microdeformaciones se realizó para las reflexiones (110), (200) y (211), teniendo en cuenta los índices de Miller (hkl), para una longitud de onda de 0,154065 nm y para cada coeficiente K, según el ángulo de difracción. Los valores obtenidos de las macro y microdeformaciones en el plano (211) de las nueve probetas, se muestran en la tabla 2 mientras que en la tabla 3 se muestran las distancias interplanares para la reflexión de los planos (110); (200) y (211).

Los resultados de una tensión de compresión provocados por el efecto en las barras, sometidas a procesos de rodadura, permitieron hallar los valores referidos en la tabla 2, los cuales muestran las macro tensiones residuales determinadas por el método magnetoelástico. De los resultados obtenidos se puede apreciar que:

- Existen componentes de cizalladura no nulas que son mayores en las superficies tratadas del cilindro CT.
- Los ángulos α que forman la tensión principal σ_1 con el eje de la barra son significativos en los casos analizados, indicando que las direcciones principales del tensor no coinciden con los ejes del sistema de referencia seleccionado (ZZ' y $\phi\phi$)
- Los tratamientos de rodadura aumentan las tensiones de compresión en las superficies tratadas,
- La tensión en la dirección radial, normal a la superficie resulta nula. Para los puntos de medición P = TN, TT, se cumple que $\sigma(e_z) = 0$.

Tabla 2. Resultados de las macro y microdeformaciones (reflexión del plano (211))

Nivel	Factores									
	n	S	P	Macrodeformaciones y Microdeformaciones						
(+1)	110	0,250	2 500 N							
(Δ)	54	0,125	1 500 N							
(-1)	27	0,075	500 N							
M				Pα	α (0)	Δσ	τ _{xy}	σ ₁	σ ₂	ε _{φψ}
1	27	0,075	500	CN ₁	-4,6 (14)	30,0 (24,0)	-3,00	-1,0	-32,0	1,38 E-4
				CT ₁	29,0 (40)	126,0 (12,0)	20,00	-2,0	-128,0	2,58 E-4
2	54	0,125	500	CN ₂	1,0 (19)	60,7 (15,3)	0,93	-2,4	-63,0	- 7,24 E-5
				CT ₂	29,0 (32)	131,3 (10,9)	26,20	-2,4	-133,7	6,82 E-5
3	110	0,250	500	CN ₃	48,0 (43)	58,0 (9,0)	28,00	-2,0	-56,0	9,24 E-5
				CT ₃	42,0 (44)	132,0 (11,0)	56,00	-3,0	-135,0	2,12 E-4
4	27	0,075	1 500	CN ₄	32,0 (24)	51,0 (12,0)	23,00	-2,0	-53,0	- 1,65 E-5
				CT ₄	27,0 (50)	140,0 (17,0)	15,00	-5,0	-145,0	3,08E-4
5	54	0,125	1 500	CN ₅	54,0 (56)	26,0 (15,0)	12,00	-1,0	-27,0	- 1,65 E-5
				CT ₅	29,0 (58)	142,0 (11,0)	14,00	-1,0	-143,0	6,63 E-4
6	110	0,250	1 500	CN ₆	4,0 (77)	34,0 (16,0)	2,00	-1,0	-36,0	1,60 E-4
				CT ₆	45,0 (47)	142,0 (19,0)	36,00	-3,0	-145,0	- 1,76 E-4
7	27	0,075	2 500	CN ₇	3,0 (33)	64,0 (15,0)	4,00	-35,0	-67,0	3,47 E-4
				CT ₇	28,0 (50)	146,0 (17,0)	19,00	-2,0	-148,0	- 1,33 E-4
8	54	0,125	2 500	CN ₈	-7,0 (15)	50,0 (23,0)	-6,00	-2,0	-52,0	6,22 E-5
				CT ₈	-7,6 (56)	147,0 (30,0)	70,00	-2,0	-149,0	4,77 E-5
9	110	0,250	2 500	CN ₉	23,0 (45)	28,0 (15,0)	9,80	-1,0	-29,0	8,62 E-5
				CT ₉	46,0 (69)	150,0 (39,0)	72,00	-6,0	-156,0	- 1,87 E-4

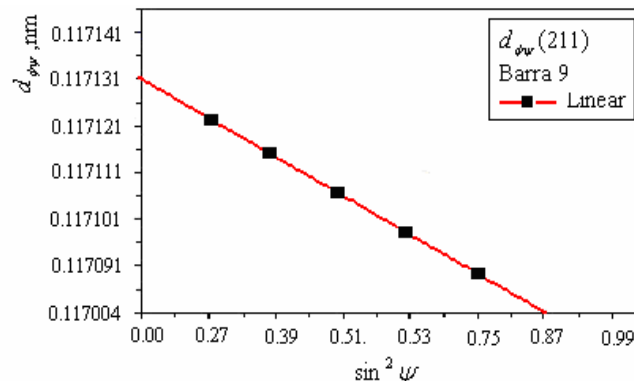
Tabla 3. Valores de $d_{\varphi\psi}$ para la reflexión de los planos (110); (200) y (211)

hkl (nm) 110	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
	0,102 861	0,102 853	0,102 881	0,102 856	0,102 834
	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
	0,102 816	0,102 839	0,102 845	0,102 874	
hkl (nm) 200	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
	0,143 474	0,143 453	0,143 481	0,143 416	0,143 457
	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
	0,143 418	0,143 424	0,143 539	0,143 488	
hkl (nm) 211	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 5
	0,117 131	0,117 113	0,117 137	0,117 162	0,117 128
	Muestra 6	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9	
	0,117 14	0,117 119	0,117 122	0,117 004	

Para evaluar las microdeformaciones en las muestras analizadas se tomó como referencia la muestra libre de tensión y la muestra nueve (muestra con mayor deformación), en la muestra libre de tensión se pudo observar la ausencia de microdeformaciones y gran tamaño de cristalito o dominios coherentes. En la barra nueve se experimentan una disminución del tamaño de esos dominios y un aumento de la microdeformación. El menor esfuerzo cortante encontrado puede ser debido al hecho de que el deslizamiento que ocurre por los esfuerzos cortantes no sucede simultáneamente en todas las posiciones atómicas que se desplazarían en una posición, sino de forma ordenada átomo tras átomo, que ocuparían la vacante del frente de la dislocación.

La distancia interplanar no tensionada, teniendo en cuenta la suma de las tensiones axiales y circunferenciales para el plano d_{hkl} es de 0,117 131 nm (1,17 131 Å). Este resultado está en correspondencia con otros autores [3 y 9], lo que demuestra que para el acero AISI 1045 una muestra no tensionada va a presentar este valor después de ser sometidas a un tratamiento de alivio de tensiones.

Para determinar el comportamiento de las diferentes distancias interplanares deformadas en frío por rodillo simple, se tomaron los resultados de la barra nueve por presentar los mayores valores de deformación. En la figura 2, se observa el comportamiento de ($d_{\varphi\psi}$) con respecto a $\sin^2\psi$ para una fuerza de 2 500 N, avance de 0,25 mm/rev y número de revolución de 110 rev/min.

**Fig. 2.** Comportamiento de $d_{\varphi\psi}$ (211) con respecto a $\sin^2\psi$ en la barra nueve

La distribución de los granos en la sub – superficie de la distancia interplanar tensionada en el plano (211) con respecto a $\sin^2\psi$ se muestra en la figura 2. Los resultados muestran una reducción entre la distancia interplanar libre de tensiones (1,17131 Å) con respecto a la distancia interplanar tensionada (1,17004 Å) cerca de la superficie, esto se atribuye al proceso de deformación por compresión a la que fue sometida la pieza. La dependencia obtenida por difracción de rayos X para la tensión axial, apunta hacia la existencia de una tensión de compresión atendiendo a la disminución de la distancia interplanar (d) a medida que aumenta el ángulo ψ . Los efectos que causan tensiones internas son de tipo microscópico: dislocaciones, fallas de

apilamiento, vacancias, gradientes de composición o de tensión, entre otras más, las cuales van asociadas a la variación de la distancia interplanar [3].

Determinación de la anchura a media altura

En un cristal finito cuando un haz incide con un ángulo próximo a θ el haz difractado no se anula [3]. El pico de difracción tiene entonces una anchura β (anchura a media altura del pico), que está relacionada con el tamaño de grano (t) (o dominio de coherencia) a través de la fórmula de *Scherrer*, para la difracción en los planos (211), (200) y (100). En la figura 3 se muestra el comportamiento de FWHM de las barras ocho y nueve con relación a la barra libre de tensiones.

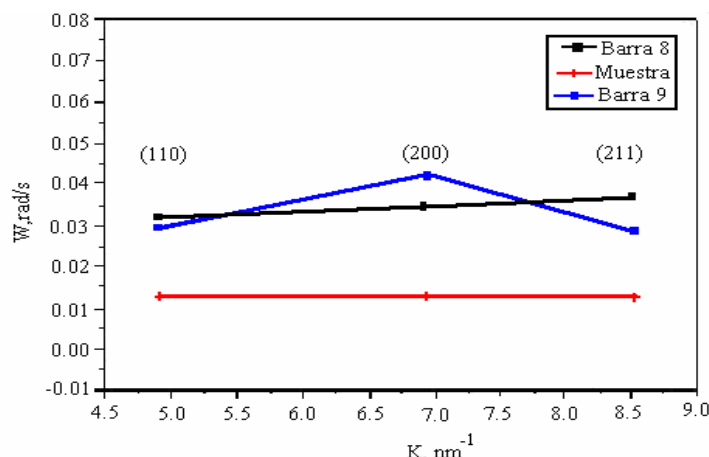


Fig. 3. Comportamiento del ancho del pico de difracción teniendo en cuenta las reflexiones (110), (200) y (211) respecto al coeficiente K en las barras ocho y nueve.

En la figura 3, para las barras ocho y nueve se obtienen resultados diferentes en cada reflexión con respecto a la muestra libre de tensión. En el plano β_{211} (1,71162 Å), respecto al plano β_{110} (1,72118 Å) y β_{200} (1,73198 Å), se aprecia que el máximo de intensidad disminuye en relación al plano que difractan. Se puede observar cómo la ordenada en el plano (211) aumenta, por lo que el dominio cristalito disminuye. El valor de β muestra K, nm⁻¹ para la reflexión (200) se distancia bastante de la tendencia seguida por el resto de las reflexiones, ocurre cuando la morfología exterior de la partícula quedan apiladas unas sobre otras en una misma dirección ofreciendo la misma cara al haz incidente de rayos X, que coincide con la familia de planos (200), por tanto, la intensidad de esta reflexión se ve incrementada en detrimento de las otras reflexiones que no quedan tan favorecidas por el haz de rayos X.

La altura del pico se incrementa desde 0,013 rad en la muestra libre de tensiones hasta 0,028 rad para la barra ocho y 0,033 rad para la barra nueve, trayendo consigo el ensanchamiento del pico de difracción. El pico se ensancha por el efecto del refinamiento de la microestructura (disminución del dominio cristalito) y por el aumento de la tensión residual (microdeformaciones). Ambos efectos están relacionados con la deformación en frío introducida por la acción del rodillo sobre la superficie. Del ensanchamiento de los picos se puede obtener una valiosa información acerca del dominio cristalito y las microdeformaciones mediante la aplicación del método de *Williamson-Hall*, que permite descomponer estas dos contribuciones.

De acuerdo con [2], en el ensanchamiento de los picos de difracción, influye la reducción del tamaño del grano y el aumento del trabajo de deformación en frío del metal, el cual provoca un aumento de la densidad de dislocaciones, defectos de apilamiento reticular, y un incremento de las tensiones residuales de segundo género. Se ha demostrado que el incremento del semiancho físico del pico, se debe exclusivamente a los defectos que aparecen en la estructura luego de la compresión dinámica.

Determinación del dominio cristalito y la microdeformación

El tamaño medio de cristalito (t) de las fases cristalinas presentes en las muestras deformadas fue determinado a través de la fórmula de *Scherrer*. La figura 4, se corresponde con el comportamiento del dominio cristalito de la barra nueve, con fuerza de 2 500 N, avance de 0,25 mm/rev y número de revolución de 110 rev/min.

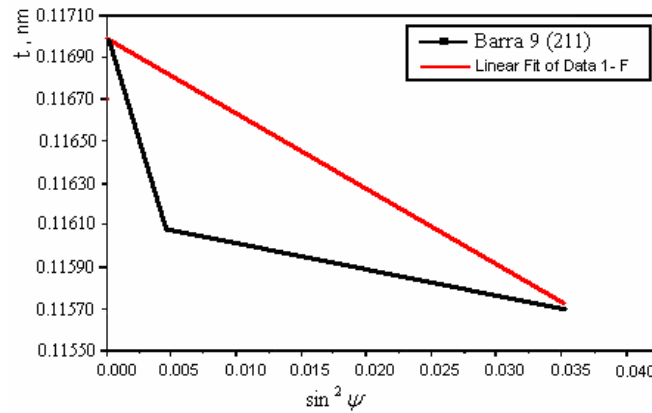


Fig. 4. Dominio cristalito con respecto a $\sin^2\psi$ de la barra nueve en la reflexión (211)

Como se puede observar en la figura 4, en la medida que aumenta el ángulo ψ existe un desajuste de volumen entre distintas zonas del material por la deformación plástica no homogénea y por la introducción de átomos en las cercanías de la superficie provocando la disminución del dominio cristalito.

La disminución del dominio cristalito hasta 0,11695 nm, se produce porque la deformación plástica multiplica el número de dislocaciones en la muestra. El comportamiento de estas dislocaciones puede ser muy variado desde la formación de paredes densas de dislocaciones dentro de un grano (agrupación ordenada), acumulación o apilamiento en las paredes de los granos, agrupamiento desordenado dentro del grano [3 y 16]. Todos estos comportamientos tienen como consecuencia final la formación de celdas de dislocaciones por aniquilación o recombinación para reducir la energía del sistema y que dan lugar a una estructura de subgranos dentro del grano original y por tanto una disminución del tamaño efectivo de la zona de coherencia cristalina. Por otro lado, el aumento de las tensiones residuales en el material viene originado por los campos de tensiones asociados a las dislocaciones y su multiplicación. Tal comportamiento está relacionado con el aumento de la densidad de dislocaciones.

Resultados de las macrodeformaciones

Cuando se determinan las macro tensiones al menos en 3 direcciones, éstas se pueden combinar para determinar las tensiones residuales máximas y mínimas, las tensiones de cizalladuras máximas y su orientación relativa a una dirección de referencia. Esta distorsión uniforme de la red cristalina desplaza el ángulo de difracción de la línea seleccionada para el análisis de tensiones. En la tabla 4 se muestran los valores de las deformaciones (ϵ), de las nueve muestras, teniendo en cuenta las tensiones en las superficies cilíndricas tratadas y no tratadas.

Si $d_{\phi\psi}$ es la distancia interplanar entre los planos reticulados medidos en la dirección definida por ϕ y ψ , y d_0 es la distancia interplanar libre de tensiones, la tensión puede expresarse teniendo en cuenta los cambios en las dimensiones lineales del espacio cristalito.

Tabla 4. Valores de (ϵ) para las superficies cilíndricas tratadas y no tratadas

Superficie	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3
CN	9,76 E-6	-1,53 E-4	9,94 E-5
CT	3,62 E-5	-1,06 E-4	9,03 E-5
Superficie	Muestra 4	Muestra 5	Muestra 6
CN	4,89 E-5	-4,45 E-6	1,16 E-4
CT	-3,87 E-4	-1,48 E-4	-3,65 E-4
Superficie	Muestra 7	Muestra 8	Muestra 9
CN	2,19 E-4	-2,62 E-5	-8,45 E-5
CT	-3,28 E-4	4,74 E-4	1,27 E-5

La figura 5 evalúa el comportamiento de la barra nueve después del proceso de deformación plástica con respecto a la barra libre de tensiones, para ello se tuvo en cuenta el valor de la deformación y el valor de $\sin^2\psi$.

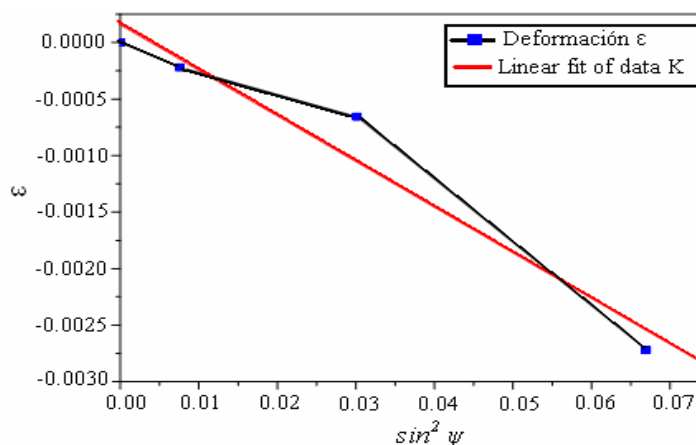


Fig. 5. Comportamiento de la deformación (ϵ) considerando $d_{\phi\psi}$ respecto a $\sin^2 \psi$.

Las tensiones macroscópicas o macrotensiones se obtienen en la barra nueva como resultados de la extensión de los granos por encima de la distancias del material no tensionado, sin embargo, esta anomalía también puede atribuirse a la tensión desequilibrada entre la superficie y el volumen del material.

La presencia de tensiones desequilibradas y el movimiento de los granos se determinaron a través del efecto magnetoelástico, también se comprobó que, mediante este proceso aumenta el signo de las deformaciones. La figura muestra una deformación en el acero AISI 1045 hasta $-0,0027$, la curva obtenida es producto de la formación de nuevos cristales durante el proceso, esto da lugar a dominios cristalitos cuyos planos quedan orientados perpendicularmente a la dirección en la que se produjo la deformación, coincidiendo su forma con la forma exterior de la partícula. Las tensiones aparecen como resultados del cambio entre la capa de la superficie del material no deformado y al proceso de la deformación.

La deformación plástica de los metales produce cambios en los perfiles de difracción de rayos X. Los cambios más apreciables son en la forma y en la intensidad integrada, pero el cambio se debe a dos efectos mezclados, tamaño de cristalitas y esfuerzos en la red cristalina.

Según [17], la causa por la que una disminución del tamaño de grano trae como consecuencia un aumento de la dureza se debe a dos factores. El primero, al disminuir el tamaño aumenta el número de fronteras de grano en una misma área, esto provoca una elevación de las tensiones a nivel cristalito. El otro es que en los metales y aleaciones policristalinas, los bordes de los cristales constituyen un obstáculo ante el que se acumulan las dislocaciones.

Conclusiones

- Las tensiones por el método del $\sin^2 \psi$ y difractométrico considerando los planos (110), (200) y (211) permite estimar la deformación reticular del parámetro de red a , el tamaño de los cristalitos, esfuerzos en la red cristalina y que el mecanismo de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodadura ocurre por el defecto lineal: Dislocación de arista o de *Taylor* y el defecto planar: límite de grano.
- Las orientaciones cristalográficas empleadas, los planos (110); (200) y (211) permite establecer que la dureza depende de la estructura cristalina y que las tensiones de primer y segundo género caracterizan el nivel de tensionamiento del acero AISI 1045 deformado plásticamente.
- Como consecuencias del incremento de las tensiones de compresión, surge un estado tensional que deforma al acero AISI 1045, el cual se produce como resultado del tensionamiento de la estructura cristalina de la red, la reducción del tamaño promedio de los granos y el aumento de la acritud.

Agradecimientos

Al Centro de Aplicaciones Tecnológicas y Desarrollo Nuclear (CEADEN) por la realización de los ensayos, especialmente a la MSc. Victoria Herrera Palma y el Dr. Carlos Cruz Inclán.

Referencias

1. Angelo, L., González, J., Ochoa, L., *et al.*, "Estudio de las transformaciones estructurales producidas por el proceso de aleación mecánica en el sistema Fe-Al". *Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela*. 2006. vol. 21, n° 1, p. 1-6, ISSN 0798 4065.
2. Birkholz, M., *Thin film analysis by X-Ray scattering*. Wiley VCH, 2006.
3. Cullity, B. *Elements of X-Ray Diffraction*, Addison Wesley, 2nd ed. 1978. p. 470.
4. Chen, X., Yan, J. y Karlsson, A., "On the determination of residual stress and mechanical properties by Indentation". *Materials Science and Engineering*. 2006. vol. 416, n° 2, p. 139-149.
5. Cruz, C., López, N., Martín, J., *et al.*, "Desarrollo y consolidación de una versión avanzada del medidor de tensiones residuales TENSO". En: *Seminario y Miniforo Iberoamericano de Tecnología de Materiales*. 9 -11 de mayo 2005. La Habana: CYTED, ISBN 959-7136-34-1.
6. Davidienkov, T. y Fitzpatrick, M., "Determinación de las tensiones residuales en las capas superficiales del acero templado y revenido, tratado por corte, utilizando la difracción por rayos X". *Materials Science and Engineering*. 2005. vol 4, n° 2, p. 23-28.
7. Fernández, T., Rodríguez, I., Alcántara, D., *et al.* Tensión-Deformación durante la deformación Plástica Superficial con rodillo. *Ingeniería Mecánica*. 2009. vol. 12, n° 3, p. 13-22. [Consultado el: 20 de enero de 2011]. Disponible en: <http://redalyc.uaemex.mx/src/inicio/ArtPdfRed.jsp?iCve=225114976002>. ISSN 1815-5944
8. Hauk, V. *Structural and Residual Stress analysis by nondestructive methods*. Elsevier, 1997. ISBN 0 444 824766.
9. Hauk, V. y Macherauch, E. "Useful guide for X-Ray stress evaluation (XSE)". *Advances in X-Ray Analysis*. 1984. vol 27, n° 2, p. 81-99.
10. Herrera, M. y Cruz, C. Aplicación de Métodos Magnéticos y la Difracción de Rayos X a la Medición de Tensiones Residuales". En: *Seminario Iberoamericano de Tecnología de Materiales, Subprograma VIII*, 9 al 11 de mayo 2005, La Habana: CYTED.
11. Lamparter, P. *Crystallite sizes and microstrains from X-ray diffraction line profile analysis*. 2000. [Consultado el: 8 de Marzo de 2008]. Disponible en: http://www.icdd.com/resources/axa/vol40/V40_083.pdf.
12. Lucas, C., Nguyen, T. y Kortright, J. "X-ray reflectivity measurements of the expansion of carbon films upon annealing". *Appl. Phys Lett*. 2010. vol. 59, n° 17, p. 19-21. ISSN 0003-6951.
13. Rocha, A., Nunes, R. y Hirsch, T. "Comparação entre difração de raios X e "método do furo cego" para medição de tensões residuais em barras cilíndricas". *Revista Matéria*. 2009. vol. 14, n° 3, p. 1-14. ISSN 1517-7076.
14. Ruiz, D., Piotrkowski, R., Pumarega, M., *et al.* "Ruido Barkhausen y emisión magneto acústica para la caracterización de materiales ferromagnéticos". *Revista Matéria*. 2008. vol 13, n° 1, p. 12-22. [Consultado el: 6 de Enero de 2011]. Disponible en: <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10884>. ISSN 1517-076.
15. Sakai, Y., Hiroyuki, U. y Teruo, Y. "Non - destructive method of stress evaluation in line pipes using magnetic anisotropy sensor". *JFR Technical Report*. 2004. vol 3, n° 1, p. 47-53.
16. Stokes, J. y Looney, L. "Residual stress in HVOF thermally sprayed thick deposits". *Surface and Coatings Technology*. 2004. vol 177, n° 178, p. 18-23. ISSN 0257-8972.
17. Williamson, G. y Hall, W. "X-ray line broadening from fided aluminium and wolfram". *Acta Metal*. 1953. vol.1, p. 22-31.